تأثیر متغیرهای فرایند بورسیلیسیم‌دهی بر فولاد گرم‌کار H11*

«یادداشت پژوهشی»

زهرا کاربخش راوری[۱] شمس الدین میردامادی[۲] علیرضا خاوندی[۳]

چکیده

در این پژوهش، فرایند بورسیلیسیم‌دهی هم‌زمان به‌روش سمانتاسیون بسته‌ای بر روی فولاد گرم‌کار H11 انجام شد. عملیّات پوشش‌دهی با ترکیب مشخصی از این دو عنصر در دو دمای ۱۰۰۰ °C و ۹۵۰ °C به‌مدّت زمان‌های ۳ و ٦ ساعت انجام شد. مشخصّات قطعه پس از پوشش‌دهی به‌وسیله‌ی میکروسکُپ‌های نوری و الکترونی روبشی، پراش پرتوی ایکس و ریزسختی‌سنجی بررسی شدند. پس از بررسی ساختارهای ایجاد شده، مشخص شد که لایه‌ی پوشش متشکّل از دو لایه است، یک لایه‌ی ترکیبی و یک لایه‌ی نفوذی که حاوی ذرات کاربید حل نشده بود. سختی پوشش‌ها در این نمونه‌ها، در محدوده‌ی ۵۰۰ تا ۷۰۰ ویکرز به‌دست آمد. افزون بر این، افزایش دما و زمان پوشش‌دهی بر نوع کاربیدهای حل نشده مؤثر بود.

واژه‌های کلیدی فولاد ابزار گرم‌کار، پوشش نفوذی، سمانتاسیون بسته‌ای.

The Effect of Processing Parameters of Borosiliconizing Treatment in H11 Hot Work Tool Steel

Z. karbakhs Ravari Sh. Mirdamadi A. khavandi

Abstract

In this study, a borosiliconized protective coating was deposited on H11 steel using the pack cementation method. The effect of processing parameters on the formation and growth of borosilicon layers was investigated at different conditions, i.e. the temperatures of 1000 °C and 950 °C for 3 and 6 hours, respectively. The layers were characterized by means of optical and scanning electron microscopes and X-ray diffraction in terms of their morphology and different phases formed during the treatment. Two distinct regions were found in the coatings consisting of a compound region and a diffusion layer containing undissolved carbides. The hardness numbers were in the range of 500 to 700 HV. An increase in the process temperature and time showed an effect on the formation of undissolved carbides.

Key Words Diffusion coating, Pack cementation, Hot work tool steel.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۱/۱۱/۲۰ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۸/۱۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول، دانش آموخته‌ی کارشناس ارشد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۲) دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۳) دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران.

مقدمه

فولادهای ابزار گرم‌کار به گروه‌هایی تقسیم می‌شوند که عنصرهای پایه و اصلی آن‌ها کروم، تنگستن و یا مولیبدن است. درصد کربن متوسط و مقادیر نسبتاً زیاد عناصر آلیاژی موجب می‌شود تا فولادهای نوع H قابل سخت شدن در هوا و مقاوم به ضربه و نرم شدن حین کاربرد مکرّر آن‌ها در فرایندهای کار گرم باشند [۱]. فولاد H11، از دسته فولادهای ابزار گرم‌کار است که به‌علّت مقاومت بالا در برابر حرارت، بیش‌تر برای ساخت قالب‌های ریخته‌گری و روزن‌رانی آلیاژهای غیرآهنی مانند آلومینیم، منیزیم و مس استفاده می‌شوند. سطح این‌گونه از قالب‌ها پس از گذشت زمان مشخصی در اثر خوردگی، سایش و خستگی حرارتی، تخریب می‌شوند. کروم، عنصر اصلی آلیاژی در این فولاد است. در این فولاد، عناصر آلیاژی دیگری مانند وانادیوم و مولیبدن نیز وجود دارند که به‌عنوان عوامل استحکام‌بخش در آن به‌کار برده می‌شوند. کروم موجود در این فولاد از نرم‌شدگی فولاد در دماهای بالا جلوگیری می‌کند. از مزیّت‌های این فولاد می‌توان به مقاومت بالا در برابر حرارت، مقاومت عالی به شوک‌های حرارتی حین کار، پایداری و ثبات خوب ابعادی و سختی بسیار خوب در دماهای بالا، اشاره کرد [۲]. همان‌طور که اشاره شد، فولاد گرم کار H11 بیش‌تر در ساخت قالب‌های آهنگری یا روزن‌رانی داغ استفاده می‌شود. در فرایندهای تولید، سازوکارهای تخریبی مختلفی مانند ساییده شدن سطوح قالب‌ها عمل می‌کنند که باعث تغییر شکل هندسی آن‌ها می‌شوند و این در برخی از حالت‌ها، به شکست قالب یا قسمتی از آن می‌انجامد [3]. تغییر خواص فولاد مورد استفاده در این قالب‌ها، بهبود کارایی آن‌ها را به‌دنبال خواهد داشت. البته، با وجود خواص سایشی خوب و سختی بالای این نوع فولاد، معمولاً از پوشش‌های مقاوم نیز بر روی آن‌ها استفاده می‌شود. فرایند سمانتاسیون پودری یا بسته‌ای، برای پوشش‌دهی سطوح بسیاری از ابزارها در صنعت استفاده می‌شود. در واقع، سمانتاسیون بسته‌ای یک فرایند رسوب شیمیایی فاز بخار در حالت درجا است که به‌کمک آن می‌توان پوشش‌هایی مقاوم در برابر خوردگی، اکسایش و سایش روی سطوح مختلف اعمال کرد. مواد پودری پوشش در یک ظرف نسوز به‌همراه نمک هالیدی و ترکیب خنثی مخلوط می‌شود و پس از آن، قطعات درون این مخلوط پودری جا داده می‌شود و مجموعه در دمای مورد نظر قرار می‌گیرد. افزون بر این، برای جلوگیری از اکسایش حین فرایند سمانتاسیون، از گاز خنثی آرگون استفاده می‌شود. در غیر این‌صورت، بسته به‌طور کامل توسط مواد نسوز به‌منظور جلوگیری از ورود هوا پوشیده خواهد شد. در دمای بالا، پودر فلزات با فعّال‌ساز هالیدی واکنش می‌دهد و هالیدهای فلزی فرّار را تشکیل می‌دهند که این هالیدها با نفوذ از طریق مجراهای بین پودری، بر روی سطح فلز رسوب می‌کنند و سپس با گذشت زمان، درون سطح نفوذ می‌کنند [4]. در فرایند بوردهی، اغلب لایه‌های نازک سطحی با سختی و مقاومت به سایش بالا به‌وجود می‌آید [5]. خواص این پوشش به‌طور قابل‌توجهی با تغییر ترکیب شیمیایی و شرایط فرایند پوشش‌دهی تغییر می‌کند. کارایی پوشش نیز از نقطه‌نظر مقاومت به سایش، به برخی از خواص آن مانند سختی، انعطاف‌پذیری، مدول کش‌سان، تخلخل و چسبندگی بستگی دارد [6]. بوردهی چند جزئی، یک عملیّات ترموشیمیایی شامل نفوذ هم‌زمان بور و یک یا چند عنصر فلزی مانند کروم و سیلیسیم در ترکیب سطحی است که باعث به‌وجود آمدن خواص متفاوتی در سطح می‌شود [7]. به‌طور کلّی، فرایند تک‌مرحله‌ای رسوب‌دهی هم‌زمان دو عنصر با غلظت‌های مناسب، کاهش زمان، انرژی، نیروی کار و مواد اوّلیه را به‌دنبال دارد [8]. به‌دلیل تفاوت‌های متعدّد در پایداری ترمودینامیکی عناصر و حتی هالیدهای فلزی ایجاد شده، رسوب‌دهی هم‌زمان دو یا چند عنصر مشکل است. به‌هر حال، با تحلیل کامپیوتری تعادلی بسته‌ی پودری، ترکیب مناسب پودرها و فعّال‌ساز را می‌توان تعیین کرد، امّا با وجود همه‌ی مشکلات در رسوب‌دهی هم‌زمان، پوشش حاصل دارای خواص بهتری نسبت به رسوب یک عنصر است. به‌عنوان مثال، پوشش هم‌زمان

آلومینیم و سیمیسیم و یـا آلـومینیم و کـروم، مقاومـت عالی در برابر اکسایش و خوردگی دما بالا در گسترهی وسیعی از زیرلایهها را فراهم میکند. رسوبدهی دو یا چند عنصر بهروش سمانتاسیون بستهای، توسط محققان بسیاری بررسی شـده اسـت [9]. آلیاژهـای گونـاگونی توسط مجموعههای آلومینیم- کروم، کروم- سیلیسیم و یا سیلیسیم- آلومینیم و مانند آنها پوششدهی شدهاند. ترکیب شیمیایی بستهی مورد اسـتفاده بـرای هـر آلیـاژ بهمنظور ایجاد پوششـی بـا خـواص مطلـوب و بهینـه، مخصوص همان آلیاژ است. در واقع، ترکیب شـیمیایی بسته باید بهنحوی انتخاب شـود تـا از ایجـاد فازهـای ناخواسته و شکننده حین کار جلوگیری شود. خـواص ایـن دسـته از پوشـشهـا، معمـولاً ترکیـب مناسـبی از خواص عناصر مورد اسـتفاده در آنهـا اسـت [10.11]. بررسیهای انجام شده نشان میدهند که اطلاعات کافی در بارهی ریزساختار فولادها پس از بور- سیلیسیمدهی وجود ندارد، در حالیکه ایـن فراینـد مـیتوانـد بـرای بسیاری از کاربردهای صـنعتی مفیـد باشـد. در تحقیـق حاضر، ساختار لایههای سطحی تشکیل شـده در روش پوششدهی همزمان بور- سیلیسیم بررسی شده است.

مواد و روش تحقیق

برای تهیّهی نمونـههـای آزمـایش، از فـولاد H11 (DIN 1.2343) که ترکیب شـیمیایی آن در جـدول (۱) آمده است، استفاده شد. میلـههـای فـولادی بـهقطـر و ارتفاع ۱۰ میلیمتـر، بـرای بررسـیهـای ریزسـاختاری بریده شـدند. بـرای بـهدسـت آوردن شـرایط سـطحی مشابه، نمونهها با استفاده از سمبادههای با درجهی ۱۸۰ تا ۱۵۰۰ آمادهسازی شـدند. بـهمنظـور ایجـاد پوشـش، نمونهها درون جعبهی فولادی حاوی پـودر بـا ترکیـب مشخص ($12Wt.\%B_4C$, $4Wt.\%NaF$, $4Wt.\%Si$, b. Al_2O_3) قرار داده شدند و بهمدّت زمانهـای ۳ و ٦ سـاعت در دو دمـای ۹۵۰ °C و ۱۰۰۰°C گـرم شـدند. متالوگرافی نمونههای پوشش داده شده، پس از برش و مانت گرم و حکّـاکی بـا اسـتفاده از محلـول ۳ درصـد نایتال، انجام شد. برای شناسایی فازهای تشکیل شـده، آزمون پراش چرتوی ایکس (XRD) از دستگاه Philips PW1800 (Cu-Kα) و بـــهمنظـــور بررســـیهـــای ریزساختاری از میکروسکُپ الکترونی روبشـی (SEM) استفاده شد. برای بهدست آوردن سختی لایهها بر روی نمونههای پوشش داده شده، آزمـون ریزسـختیسـنجی انجام شد.

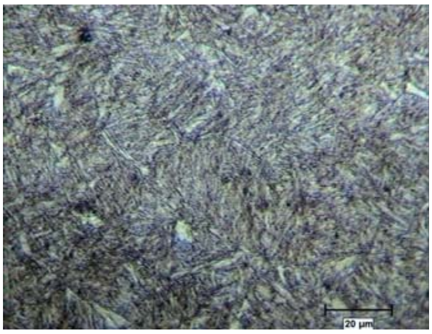
جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در این تحقیق (درصد وزنی)

%C	%Mn	%V	%Si	%Mo	%Cr	%Fe
0.35	0.4	0.45	1.2	1.50	4.1	92

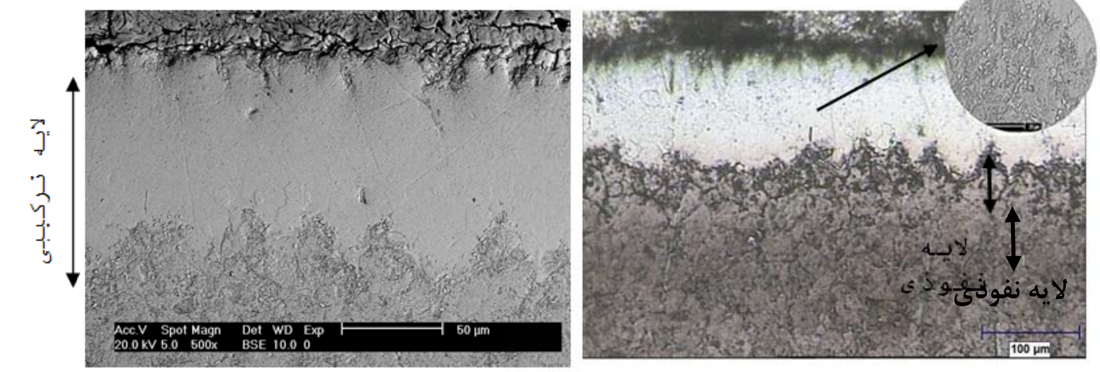
نتایج و بحث

در شکل (۱)، تصویری از سطح مقطع فولاد مورد استفاده در این تحقیق قبل از پوششدهـی نشـان داده شـده اسـت. همـانگونـه کـه در ایـن شـکل مشـاهده میشود، ریزساختار فولاد قبل از پوشـشدهـی حـاوی تیغـههـای مارتنزیـت، کمـی آسـتنیت بـاقیمانـده و کاربیدهای حل نشده است. سختی مرکز این نمونه ٤۳۰ ویکرز (معادل با ٤۲ راکـول C) انـدازهگیـری شـد. در شکل (۲- الـف) کـه تصـویر میکروسـکُپ الکترونـی روبشی از سطح مقطع نمونـهی پوشـشدهـی شـده در دمای ۹۵۰ °C بهمدّت زمان ۳ ساعت را نشان میدهـد، دو لایهی مجزا قابل تشخیص است. لایهی اوّل که یک لایهی ترکیبی است، از فازهای $CrSi_2$ و B_4Si (با توجه به شکل ۳) تشکیل شده است. ایـن لایـه، در نتیجـهی نفوذ کروم از زیرلایه به درون لایـهی پوشـش و نفـوذ سیلیسیم از بستر پودری به سطح فـولاد تشـکیل شـده است. افزون بر این، نفوذ اتمهای بور به درون زیرلایـه نیز باعث تشکیل ترکیب بینفلـزی از بـور و سیلیسـیم شده است. همانند نمونهی پوشش داده شده در همـین دما بهمدّت زمان ٦ ساعت (شکل ٤)، ذرات کاربید حل نشده در نزدیکی فصل مشترک قابل مشاهدهانـد. ذرات کاربیدی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه، در لایـهی دوّم که لایـهی نفـوذی نامیـده شـده اسـت، بـهوجـود میآیند. در فصل مشترک نیز لایههای پرلیت را میتوان دید. با توجه به آنچه در شکل (۲) مشـاهده مـیشـود،

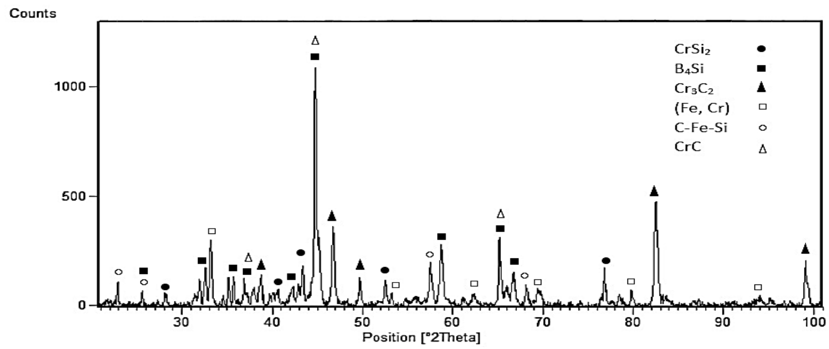
لایه‌ی پوشش فصل مشترک یکنواختی با زمینه ندارد و حالت دندانه‌ای به‌خود گرفته است. به‌نظر می‌رسد که دلیل این رفتار، وجود مکان‌های ترجیحی مانند مرز دانه‌ها و عیب‌های بلوری، برای نفوذ سیلیسیم و کروم درون شبکه‌ی آهن و افزایش عمق نفوذ آن و در نتیجه، رشد بیش‌تر منطقه‌ی محلول در فصل مشترک باشد [12]. البته، با افزایش دما و زمان پوشش‌دهی و بهتر شدن شرایط نفوذ، فصل مشترک تقریباً هموار به‌وجود می‌آید (مقایسه‌ی شکل‌های (۲) و (٤)). در شکل‌های (۲) و (٤)، ذرات کاربید حل نشده در نزدیکی لایه‌ی پوشش قابل مشاهده‌اند. حضور کاربیدهای حل نشده در نزدیکی لایه‌ی پوشش، نشان‌دهنده نفوذ کربن از لایه‌ی پوشش به‌سمت درون نمونه است. با توجه به نفوذ کربن از سطح به مرکز، می‌توان انتظار داشت که ذرات کاربیدی در نزدیکی لایه‌ی پوشش تشکیل شود. افزایش ذرات کاربیدی از مرکز به‌سمت لایه‌ی پوشش و نیز، تراکم بیش‌تر این ذرات در نزدیکی لایه‌ی پوشش نشان می‌دهد که حضور این ذرات، به نفوذ کربن از سطح به‌سمت فلز پایه مربوط می‌شود. در واقع، دلیل نفوذ کربن از سطح به‌سمت مرکز، وجود شیب غلظتی این عنصر در لایه‌ی نفوذی است. در کار تحقیقاتی که در رابطه با بوردهی فولاد گرم‌کار H11 انجام شده است [13]، محققان دلیل حضور این شیب غلظتی را عدم حل شدن کربن در لایه‌های بورایدی FeB و Fe_2B بیان کرده‌اند. در تحقیقی مشابه که بر روی فولاد ابزار M2 (از دسته فولادهای تندبر) انجام گرفته است [14]، دلیل حضور کاربیدهای حل نشده در لایه‌ی نفوذی، پس زده شدن کربن از لایه‌های بورایدی به‌وجود آمده بر روی سطح بیان کرده‌اند. بر اساس این مشاهدات، به‌نظر می‌رسد که توزیع مجدد کربن در ناحیه‌ی پوشش که به افزایش مقدار کاربیدها در نزدیکی لایه‌ی پوشش مربوط می‌شود، در فولادهای ابزار پرآلیاژ معمول است.



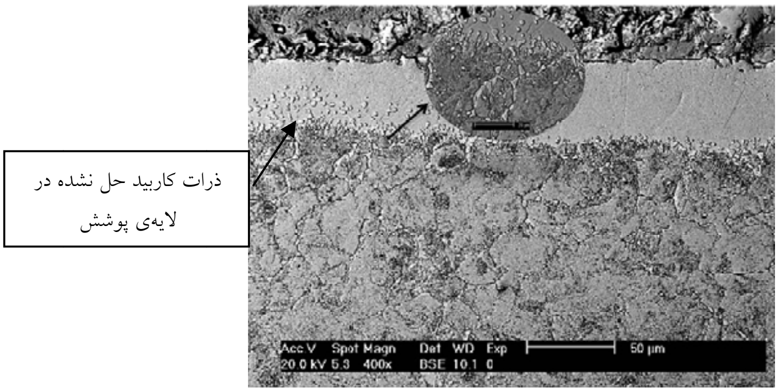
شکل ۱ تصویر میکروسکُپ نوری از سطح مقطع نمونه‌ی اوّلیه قبل از پوشش‌دهی



شکل ۲ تصویرهای میکروسکُپ نوری (الف) و الکترونی روبشی (ب) از سطح مقطع فولاد پوشش داده شده در دمای ۹۵۰ °C به‌مدّت زمان ۳ ساعت



شکل ۳ نتیجه‌ی آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) مربوط به نمونه‌ی پوشش داده شده به‌مدّت زمان ۳ ساعت در دمای ۹۵۰ °C



شکل ٤ تصویر میکروسکُپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی پوشش داده شده در دمای ۹۵۰ °C به‌مدّت زمان ٦ ساعت

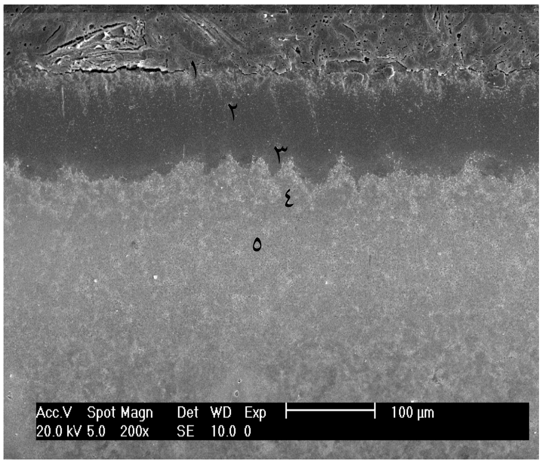
حل نشدن کربن در بورایدهای فلزی دو ظرفیتی (مانند تیتانیم، زیرکونیم و یا هافمیم) نیز مطالعه شده است. نتیجه‌ی به‌دست آمده از این تحقیقات هم عدم حلالیّت کربن در این نوع از بورایدهای دو ظرفیتی (مطابق با واکنش زیر) اعلام شده است [15]:

$$2MeO + B_4C + C = 2MeB_2 + 2CO$$

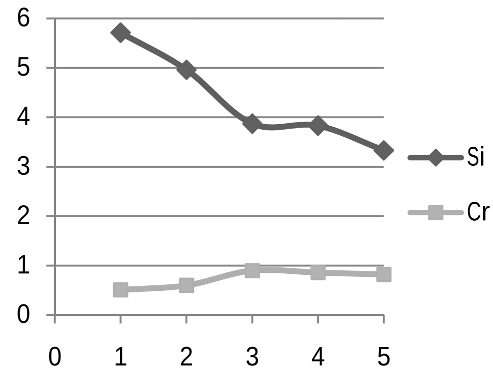
حلالیّت کربن در بوراید سیلیسیم را نمی‌توان با قطعیّت رد کرد، ولی با توجه به نتایج به‌دست آمده از تحقیقات قبلی که به چند مورد از آن‌ها اشاره شد و حضور کاربیدهای حل نشده در لایه‌ی نفوذی، احتمال عدم حلالیّت کربن در این نوع بوراید نیز وجود داد. افزون بر این، حضور این کاربیدها می‌تواند به‌دلیل پس زده شدن کربن پس از تشکیل لایه‌ی B_4Si باشد. در هنگام نفوذ کربن به‌سمت زیرلایه، میل ترکیبی کربن به عناصر آلیاژی موجود در فولاد، باعث تشکیل کاربیدها در لایه‌ی نفوذی شده است.

در واقع، کاربیدهای اوّلیه پس از عملیّات حرارتی در آستنیت حل می‌شوند و کاربیدهای جدید از مارتنزیت بازپخت شده ایجاد می‌شوند [16]. کاربیدهای اوّلیه شامل مقدار زیادی کروم هستند که پس از حل شدن، باعث افزایش میزان کروم در زمینه می‌شوند. به‌همین دلیل است که کاربیدهای کروم جدید در نزدیکی پوشش ایجاد می‌شوند. در شکل (٤) که مربوط به نمونه‌ی حرارت دیده در دمای ۹۵۰ °C به‌مدّت زمان ٦ ساعت می‌باشد، مشاهده می‌شود که مقدار و اندازه‌ی کاربیدها نسبت به نمونه‌ی حرارت دیده به‌مدّت زمان ۳ ساعت بیش‌تر است. این رفتار به ناکافی بودن زمان لازم برای نفوذ کربن و تشکیل کاربیدها در زمان کم‌تر مربوط می‌شود. البته، دمای بالاتر (نتایج حاصل از حرارت‌دهی در دمای ۱۰۰۰°C) این کمبود زمانی را تا حدی جبران کرده است (شکل ۷). درصدهای عناصر کروم و سیلیسیم با توجه به

نتایج آزمون EDS (طیف سنجی پراکنگی الکترون)که از نقاط مشخص شده در شکل‌های (٦) و (٥) تهیّه شده‌اند، نشان می‌دهند که میزان سیلیسیم از سطح پوشش به‌سمت زیرلایه در حال کاهش است. این نتیجه، با توجه به نفوذ سیلیسیم قابل پیش‌بینی بوده است.



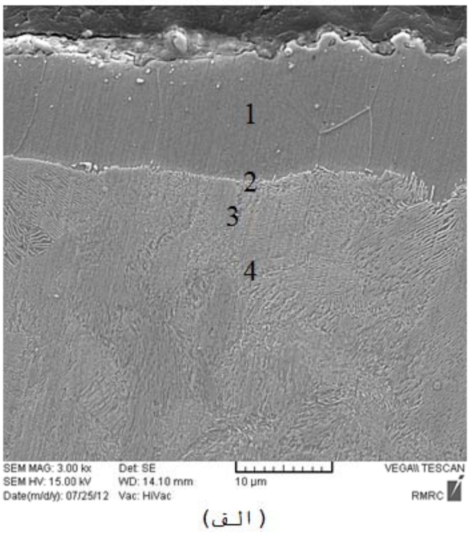
(الف)



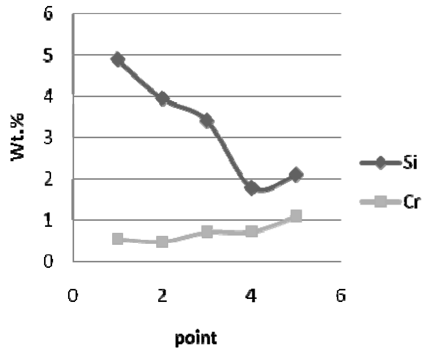
(ب)

شکل ٥ الف) تصویر میکروسکُپ الکترونی روبشی از سطح مقطع نمونه‌ی حرارت‌دهی شده به‌مدّت زمان ۳ ساعت در دمای ۹۵۰°C و ب) درصد وزنی عناصر کروم و سیلیسیم در لایه‌ی پوشش و زیرلایه

درصد سیلیسیم در زیرلایه مجدداً افزایش یافته است. به‌دلیل این‌که فولاد مورد استفاده حاوی ۱/۲ درصد سیلیسیم (جدول ۱) است، افزایش درصد وزنی این عنصر در زیرلایه قابل انتظار بوده است. درصد کروم در نقطه‌ی ۳ بیش از ناحیه‌ی نزدیک به فصل مشترک (نقطه‌ی ٤) است. در واقع، کروم از زیرلایه به‌سمت بیرون و سیلیسیم از درون بسته‌ی پودر به‌سمت درون نفوذ کرده است. افزون بر این، به‌دلیل نفوذ کروم به‌سمت بیرون از زیرلایه، ترکیب بین‌فلزی از کروم و آهن نیز تشکیل شده است. متأسفانه تعیین درصد عناصر بور و کربن با آزمون EDS با خطای زیادی همراه است. به‌همین دلیل، از ارائه‌ی نتایج مربوط به این آزمون خودداری شده است، امّا نفوذ و وجود بور را می‌توان با توجه به نتایج آزمون پراش پرتوی ایکس (شکل ۳) نتیجه گرفت. افزون بر این، حضور آهن و سیلیسیم در لایه‌ی پوشش نشان‌دهنده‌ی حضور ترکیب‌های بین‌فلزی (سیلیسیم و آهن) است. نتایج به‌دست آمده از آزمون پراش پرتوی ایکس این نتیجه را تأیید می‌کند (شکل ۸). با مقایسه‌ی شکل‌های (۳) و (۸) (نتایج حاصل از پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌های پوشش داده شده در دما و زمان‌های مختلف)، می‌توان نتیجه گرفت که نوع کاربیدهای ایجاد شده با تغییر دما و زمان پوشش‌دهی تغییر می‌کند. در واقع، این نتیجه‌گیری با توجه به تغییر شرایط نفوذ عناصر در دماها و زمان‌های مختلف، منطقی به‌نظر می‌رسد.



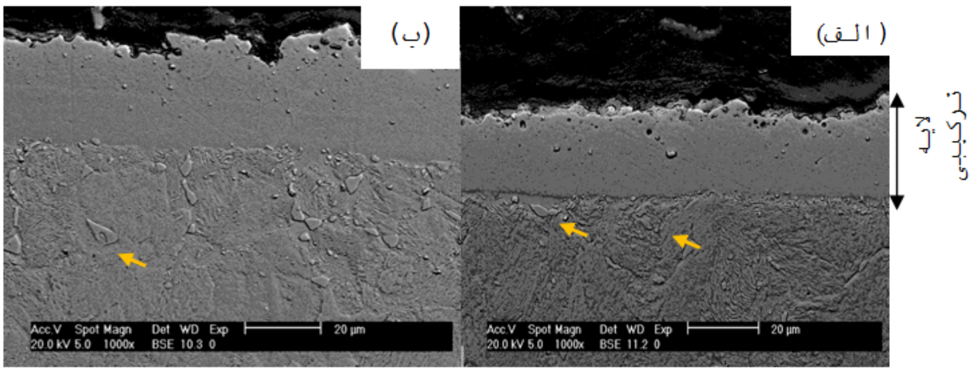
(الف)



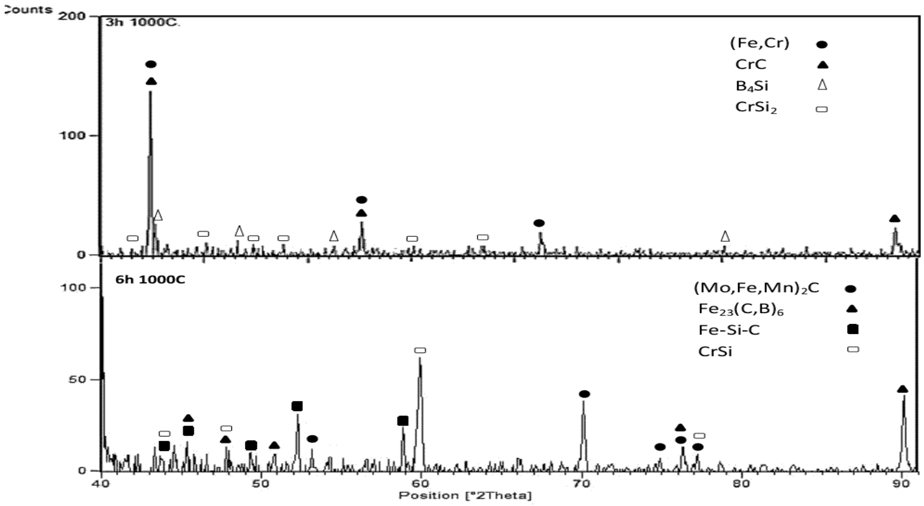
(ب)

شکل ٦ الف) تصویر میکروسکُپ الکترونی از سطح مقطع نمونه ی حرارت‌دهی شده به‌مدّت زمان ۳ ساعت در دمای ۱۰۰۰ °C و ب) درصد وزنی عناصر کروم و سیلیسیم در پوشش و زیرلایه

با توجه به اطلاعات موجود در شکل (۷) (ذرات کاربیدی در این شکل با فلش مشخص شده‌اند)، با افزایش دمای پوشش‌دهی اندازه‌ی ذرات کاربیدی نسبت به نمونه‌ی پوشش‌دهی شده در دمای ۹۵۰ °C به‌مدّت ۳ ساعت (شکل۲) درشت‌تر و تعداد آن‌ها کم‌تر شده است. در مورد نمونه‌ی پوشش‌دهی شده در دمای ۱۰۰۰ °C به‌مدّت ٦ ساعت (بیش‌ترین دما و زمان)، نفوذ عناصر سنگین‌تر مانند منگنز و مولیبدن نیز از زیرلایه اتفاق افتاده است (جدول ۱) و کاربیدهای حاصل از این عناصر نیز ایجاد شده‌اند (شکل ۸). با توجه به نتایج در جدول (۲)، مشخص است که ضخامت لایه‌ی پوشش در دمای کم‌تر بر خلاف انتظار، بیش از ضخامت لایه در دمای بالاتر است. از آنجا که این لایه‌ی پوشش یک لایه‌ی نفوذی است و بر اساس قوانین فیک، نفوذ با دما و زمان رابطه‌ی مستقیمی دارد انتظار می‌رود که ضخامت پوشش در دمای ۱۰۰۰ °C بیش از ضخامت آن در دمای ۹۵۰ °C باشد، امّا نتایج این را نشان ندادند. در ترکیب بسته‌ی پودری، از NaF به‌عنوان ماده‌ی فعّال‌ساز استفاده شد و با توجه به دمای ذوب این ترکیب که حدود ۹۹۳ °C می‌باشد، به‌نظر می‌رسد که فعّال‌ساز در دمای ۱۰۰۰ °C ذوب و یا خمیری شده و مانع از نفوذ راحت‌تر عناصر می‌شود (سمانتاسیون بسته‌ای فرایندی ترموشیمیایی در حالت جامد است). به‌همین دلیل، در دمای ۹۵۰ °C که NaF هنوز در حالت جامد است، نفوذ راحت‌تر انجام شده و ضخامت لایه‌ی پوشش افزایش یافته است. امّا، با توجه به نتایج ارائه شده در جدول (۲)، زمان نفوذ بر اساس قوانین فیک مطابق انتظار است و در زمان ٦ ساعت نسبت به زمان ۳ ساعت در هر دو دما، لایه‌ی پوشش ضخیم‌تر شده است. با توجه به نتایج به‌دست آمده، به نظرمی‌رسد که مدّت زمان ۳ ساعت و دمای ۹۵۰ °C برای پوشش‌دهی، دما و زمان بهینه هستند. با توجه به فازهای به‌دست آمده (شکل‌های (۸) و(۳))، سختی پوشش بیش از سختی زیرلایه است (نمودار شکل (۹)). حضور کاربیدهای حل نشده و عنصر بور و ایجاد لایه‌ی بوراید (B_4Si) در لایه‌ی پوشش، باعث افزایش سختی لایه‌های پوشش و افزایش سختی در فصل مشترک شده‌اند.



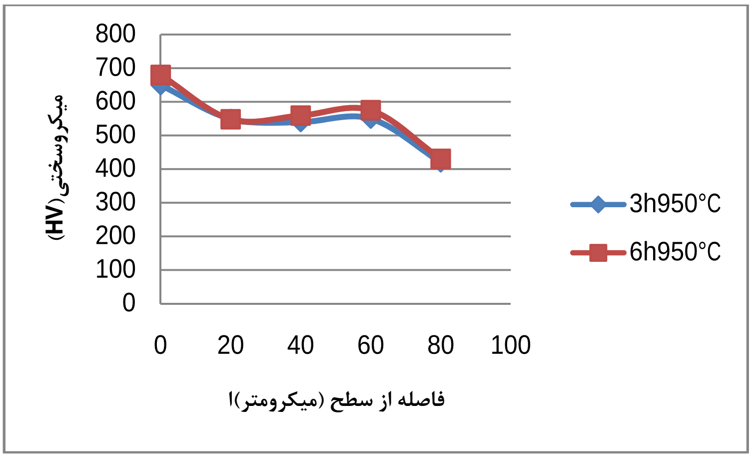
شکل ۷ تصویر میکروسکُپ الکترونی روبشی(الکترون برگشتی) از نمونه‌های پوشش‌دهی شده در دمای ۱۰۰۰ °C به‌مدّت زمان‌های ٦ساعت (الف) و ۳ ساعت (ب).



شکل ۸ نتایج آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) مربوط به نمونه‌ی پوشش داده شده در دمای ۱۰۰۰ °C به‌مدّت زمان‌های ۳ ساعت (الف) و ٦ ساعت (ب)

جدول ۲ ضخامت لایه‌های پوشش ایجاد شده

نمونه	ضخامت پوشش (µm)
3h 1000°C	20
6h 1000°C	22
3h 950°C	52
6hr 950°C	55



شکل ۹ نمودار تغییر سختی بر حسب فاصله از سطح پوشش مربوط به نمونه‌ی حرارت‌دهی شده در دمای ۹۵۰ °C به‌مدّت زمان‌های ۳ و ٦ ساعت

نتیجه‌گیری

۱- ساختار کلی پوشش به‌دست آمده در تمامی نمونه‌ها مشابه و شامل دو لایه‌ی ترکیبی و نفوذی بود. لایه‌ی ترکیبی در همه‌ی نمونه‌ها حاوی فازی

متشکل از کروم و سیلیسیم ($CrSi_2$ و یا CrSi) بود که در نتیجه‌ی نفوذ کروم از زیرلایه به‌درون لایـه‌ی پوشش و نفوذ سیلیسیم از بستر پـودری بـه سـطح فولاد تشکیل شده بود. نفوذ اتم‌هـای بـور بـه‌درون زیرلایه نیز باعث تشکیل ترکیب بین‌فلزی از بور و سیلیسیم شد (B_4Si).لایـه‌ی نفـوذی حـاوی ذرات ریز کاربید حل نشده در نزدیکی فصل مشترک بود.

۲- به‌دلیل نفوذ کربن از سطح لایه‌ی پوشش بـه‌سـمت فلز پایه، ذرات کاربیدی در نزدیکی لایه‌ی پوشـش و در نمونه‌ی پوشش‌دهی شده در دمـای ۹۵۰ °C به‌مدّت زمان ٦ سـاعت، در درون پوشـش تشـکیل شدند. به‌نظر رسـید کـه بـا کـاهش زمـان و دمـای پوشش‌دهی، اندازه‌ی این کاربیدها کاهش می‌یابد.

۳- سختی پوشش‌ها به‌دلیل حضور ترکیب‌های سـخت مانند کاربیدها و بورایدها، افزایش یافت. بیش‌ترین سختی به‌دسـت آمـده از فراینـد بورسیلیسـیم‌دهـی فولاد مورد استفاده، در حدود ۵۰۰ تـا ۷۰۰ ویکـرز بود و سختی از سطح بـه‌سـمت فلـز پایـه کـاهش یافت.

٤- باتوجه به نتایج به‌دست آمده، نوع کاربیدهای ایجاد شده و اندازه‌ی آن‌ها با توجه به تغییر دمـا و زمـان (تغییر شرایط نفوذ)، تغییر کرد.

مراجع

۱. محمد علی گلعذار، "اصول وکاربرد عملیات حرارتی فولادها"، ویرایش دوم، چاپ هشتم،اصفهان، دانشکده صنعتی اصفهان مرکز نشـر. (۱۳۸۷).

۲. حسن علم خواه" ایجاد پوشش‌های نانو ساختار TiN بر روی فولاد H11 نیتروژن دهی پلاسمایی شـده بـا اسـتفاده از روش PACVD"، دکتر امیر عبدا.. زاده، دکتر فرزاد محبوب و استاد مشاور (دکتر شاهرخ آهنگرانی) دانشگاه تربیت مدرس تهران، بهمن (۱۳۸۸).

3. B. Fnides, M.A. Yallese, H. Aouici, "Hard Turning of Hot Work Steel AISI H11: EvalEvaluation of Cutting Pressures, Resulting Force and Temperature", *Mechanic* 72(4), pp. 59-63, (2008).

4. T.N. Reys, Jones, "Coatings For Blade And Vane Applications", *Corrosion Science,* Vol. 29, pp. 623-646, (1989).

5. Davis and Associates, Surface Engineering For Corrosion And Wear Resistance, ASM International, (2001).

٦. حاج کریم خرازی، یوسف، تریبولوژی علم سایش و فرسایش، ویراسته مهندس محمد رضا بیاتی، چاپ اول، تهران، انتشارات دانشـگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۸۵.

7. Saduman Sen, "The Characterization Of Vanadium Boride Coatings On AISI 8620 Steel", *Surface And Coatings Technology*, Vol. 190, pp. 1-6, (2005).

8. V. A. Ravi, P. Choquet and R. A. Rapp, Proc. MRS Conf. Advanced Materials, Tokyo, 1988. 9.S. Majumdar , A. Arya, I.G. Sharma, A.K. Suri, S. Banerjee, "Deposition of aluminide and silicide based protective coatings on niobium", *Applied Surface Science*, Vol. 257, pp. 635–640, (2010).

10. N.E. Maragoudakis a , G. Stergioudis b, H. Omar a , H. Paulidou c , D.N. Tsipas a, "Boron/aluminide coatings applied by pack cementation methodon low-alloy steels", *Materials Letters*, Vol. 53, pp.406 – 410, (2002).

11. Harper, Mark A., Rapp, Robert A, "Chromized/siliconized diffusion coatings for iron-base alloys by

pack cementation", Materials Performance.30.Issue 9, pp.41-44, (1991).

12. A.R. Castle, D.R. Gabe, "Chromium Diffusion Coatings", *International Materials Reviews*, Vol.44, pp. 37-58, (1999).
13. P. Jurc i and M. Hudakova, "Diffusion Boronizing of H11 Hot Work Tool Steel", *JMEPEG*, Vol. 20, pp. 1180–1187, (2011).
14. I. Campos, R. Torres, G. Ramirez, R. Ganem, and J. Martinez, "Kinetics of Boride Layers, Dimensional Analysis", *Appl. Surf. Sci*., Vol. 252, pp. 8662–8667, (2006).
15. Yu. V. Levinskiy and S. Ye. Salibekov, "Interaction Of The Diborides Of Titanium, Zirconium and Hfnium with Carbon", *Neorganicheskoy Khimii*, Vol. 10(3), pp.538-591, (1965).
16. P. Jurci, M. Hudakova, M. Kusy, "Nature Of Phases In Boronized H11 Hot Work Tool Steel", *Kovove Master*, Vol. 50, pp. 177-184, (2012).